بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال غیرهم‌جنس مس خالص به فولاد زنگ‌نزن ۳۱۶*

مقاله پژوهشی

مصطفی جعفرزادگان[۱] رضا احمدی[۲] محمد تلافی نوغانی[۳] احمد میری[٤]

چکیده

در این پژوهش اتصال‌های غیرهم‌جنس مس به فولاد زنگ‌نزن ۳۱٦ با روش قوسی تنگستن‌گاز و با استفاده از دو نوع فلز پرکنندهٔ مس و مونل و همچنین جوش هم‌جنس فولاد ۳۱٦ بررسی شده است. ریزساختار با میکروسکوپ نوری، SEM و EDS بررسی شد. آزمون کشش و ضربه برای بررسی خواص مکانیکی اتصال‌ها انجام شد. به‌منظور بررسی تشکیل فاز سیگما، نمونه‌ها تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. ریزساختار جوش‌های غیرهم‌جنس دارای فاز غنی از آهن و فاز مس یا غنی از مونل بود. پس از عملیات حرارتی، در نمونهٔ غیرهم‌جنس هیچ فاز سیگمایی مشاهده نشد که به‌نظر می‌رسد وجود مس و نیکل به‌عنوان عناصر آستنیت‌زا در ساختار باعث جلوگیری از تشکیل فاز سیگما می‌شود.

واژه‌های کلیدی اتصال غیرهم‌جنس، فولاد زنگ‌نزن۳۱٦، مس خالص، خواص مکانیکی، فاز سیگما.

Evaluation of the Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Joint between Pure Copper and Stainless Steel 316

M. Jafarzadegan R. Ahmadi M. Talafi noghani A. Miri

Abstract

In this research, dissimilar joints between copper and stainless steel 316by gas-tungsten arc welding using copper and monel filler metals and also the similar welding of steel 316 have been investigated. The microstructure was studied by OM, SEM and EDS. Tensile and impact tests were done to evaluate the mechanical properties. In order to investigate the sigma phase formation, the specimens were heat treated. The microstructure of the dissimilar welds contained an iron rich and a copper or monel phase. After heat treatment, no sigma phase was observed in the dissimilar joint that it seems that the presence of copper and nickel as an austenite stabilizer elements in the microstructure prevents the sigma phase formation.

Key Words Dissimilar joint, Stainless steel 316, Pure copper, Mechanical properties, Sigma phase.

* تاریخ دریافت مقاله ۹۸/۲/۲ تاریخ پذیرش آن ۹۹/۵/۲۰ می‌باشد.

(۱) استادیار مهندسی مواد، دانشکده فنی‌و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام‌خمینی(ره).

(۲) نویسندهٔ مسئول، استادیار مهندسی مواد، دانشکده فنی‌و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام‌خمینی(ره). **Email:** re.ahmadi@eng.ikiu.ac.ir

(۳) دانشیار مهندسی مواد، دانشکده فنی‌و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام‌خمینی(ره).

(٤) کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشکده فنی‌و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام‌خمینی(ره).

DOI: 10.22067/jmme.2021.40010

مقدمه

اکثر تجهیزات و قطعات صنعتی از قسمت‌های مختلف تشکیل شده‌اند که بسیاری از آن‌ها از فلزها و آلیاژهای غیرهم‌جنس ساخته می‌شوند. اتصال این فلزها و آلیاژهای غیرهم‌جنس همواره یکی از مشکلات موجود در صنعت بوده است[۱]. جوشکاری فلزهای غیرهم‌جنس به‌طور گسترده برای اتصال فولادهای زنگ‌نزن به مواد دیگر به‌کار برده می‌شود. این روش اغلب در جایی استفاده می‌شود که به تغییری در خواص مکانیکی یا نحوه عملکرد نیاز باشد و می‌تواند موجب کاهش هزینه‌ها شود. اتصالات آلیاژهای غیرهم‌جنس در صنایع مختلف مانند تولید نیرو، صنایع شیمیایی، صنایع الکترونیکی و صنایع هسته‌ای استفاده می‌شوند و پژوهشگران متعددی این اتصالات را از جنبه‌های مختلف متالورژیکی و مکانیکی بررسی کرده‌اند [۲-٤].

فولادهای زنگ‌نزن و مس خالص تجاری تفاوت‌های زیادی مانند ترکیب شیمیایی و خواص ترمومکانیکی دارند که باعث می‌شود جوشکاری آن‌ها مشکل باشد. مس هدایت حرارتی و الکتریکی بالایی دارد ولی نسبتا نرم و چکش‌خوار است. از طرف دیگر فولاد زنگ‌نزن سختی و استحکام خوبی دارد ولی در مقایسه با مس، هادی حرارت خوبی نیست. ترکیب این دو فلز، خواص منحصربه‌فردی ایجاد می‌کند که در سیستم‌های خنک‌کننده و مبدل‌های حرارتی و موتورهای احتراقی برای افزایش انتقال حرارت و همچنین کاهش وزن و قیمت سازه کاربرد دارد [5,6].

اتصال آلیاژهای مس به آلیاژهای فولادی با روش‌های مختلفی مانند جوشکاری انفجاری [7,۸]، جوشکاری لیزر [5,9]، جوشکاری قوسی تنگستن‌گاز [10]، جوشکاری الکترود دستی [11]، پرتو الکترونی [12]، روش‌های جوشکاری ترکیبی مانند MIG-TIG [6] و پلاسما–MIG [13] و جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی [14] انجام شده است اما روش‌های جوشکاری مانند لیزر، پرتوالکترونی و انفجاری هزینه زیادی دارند و در دسترس نیستند.

اتصال مس به فولاد زنگ‌نزن باعث ایجاد ساختاری ناهمگن خواهد شد، زیرا آهن و مس در حالت مذاب به‌طور کامل در هم حل می‌شوند ولی طبق دیاگرام فازی دوتایی، در حالت جامد حلالیت دوطرفه اندکی دارند [3,15]. اکثر آلیاژهای مس‌آهن از محلول‌های جامد دوفازی تشکیل شده‌اند. عدم تشکیل ترکیبات بین‌فلزی ترد، از مزایای این اتصال‌هاست. اگرچه ممکن است در برخی کاربردهای خاص، مشکلات خوردگی به‌وجود آید. جوشکاری TIG و SMAW نسبت به روش GMAW برتری دارند، زیرا کنترل نفوذ و عمق ذوب‌شدن در آن‌ها بهتر صورت می‌گیرد [3]. شیری و همکاران در تحقیقی از با سه نوع فلز پرکننده، مس را به فولاد زنگ‌نزن ۳۰٤ جوشکاری کرده‌اند. اتصال این دو آلیاژ با فلز پرکنندهٔ مسی سبب تشکیل گلوله‌های فولادی در زمینهٔ مسی و فریت دلتا (δ) در زمینهٔ آستنیتی در ناحیهٔ جوش شده است که این نوع ریزساختار غیرهمگن را کامپوزیتی از مس و فولاد زنگ‌نزن نامیده‌اند [16]. محققان دیگری روی اتصالات ایجادشده بین ورق مسی و سه نوع ورق فولاد زنگ‌نزن آستنیتی تحقیق کرده‌اند. نتایج، نشان‌دهندهٔ ناحیهٔ ذوب غیرهمگن ناشی از سردشدن سریع و اختلاط ضعیف این دو ماده است، همچنین وجود بعضی تخلخل‌ها و ترک‌های ریز را گزارش کرده‌اند [12].

از طرف دیگر جوشکاری فولادهای زنگ‌نزن نیز مشکلاتی دارد. یکی از مشکلات احتمالی فولادهای زنگ‌نزن، تشکیل فاز سیگماست؛ فاز سیگما یک ساختار بسیار سخت، ترد و شکننده است. این فاز غنی از کروم و اسما FeCr است. مقدار فاز سیگما با افزایش درصد عناصر فریت‌زایی مانند کروم، مولیبدن و سیلیسیم افزایش و در صورت افزایش عناصر آستنیت‌زایی مانند نیتروژن، نیکل و کربن کاهش می‌یابد. در صورت حضور نسبت حجمی زیاد فاز سیگما انعطاف‌پذیری و چقرمگی فولاد به‌شدت کاهش می‌یابد. رسوب‌گذاری این فاز در ساختارهای کاملا آستنیتی سرعت کمی دارد و معمولا نیاز به زمان‌های طولانی نگهداری در دمای بالا دارد. تشکیل فاز سیگما می‌تواند تحت شرایط محیطی با دمای بالا مانند ریخته‌گری، نورد، جوشکاری، آهنگری و پیرسازی تسریع یابد [17-21].

در این تحقیق ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال

مس به فولاد زنگ‌نزن ۳۱٦ مطالعه شده است. علاوه بر آن، اثر عملیات حرارتی بر تشکیل فاز سیگما در اتصال غیرهم‌جنس مس به فولاد ۳۱٦ و اتصال هم‌جنس فولاد ۳۱٦ به فولاد ۳۱٦ بررسی شده است.

مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از مواد اولیه شامل ورق‌های فولاد زنگ‌نزن ۳۱٦، ورق‌های مس خالص، فلز پرکنندۀ زنگ‌نزن ۳۱٦ کم‌کربن (ER316L)، فلز پرکنندۀ مس (ERCu) و فلز پرکنندۀ مونل (ERNiCu-7) استفاده شد. ضخامت فلزهای پایه و قطر فلزهای پرکنندۀ استفاده‌شده به‌ترتیب ۵ و ۳/۲ mm انتخاب شد. برای انجام این آزمایش از تعدادی ورق از جنس فولاد زنگ‌نزن ۳۱٦ و مس به ابعاد ۵×۵۰×۳۵۰mm استفاده شد. برای بررسی و مقایسه ترکیب شیمیایی مواد اولیه با استانداردهای مربوط از دستگاه کوانتومتری استفاده شد. در جدول (۱) ترکیب شیمیایی این مواد نشان داده شده است.

ورق‌های مسی با زاویه°٤٥ با دستگاه فرز پخ زده شدند و ورق‌های فولادی بدون پخ استفاده شدند. ورق‌های مسی در دمای ٦۰۰°c به مدت ۱۰ دقیقه پیش‌گرم شدند. ورق‌های مسی بعد از پیش‌گرم‌شدن، با برس سیمی اکسیدزدایی شدند. بعد از پیش‌گرم‌کردن و اکسیدزدایی ورق‌های مسی، نمونه‌های فولادی و مسی با فرایند جوشکاری با الکترود تنگستن و تحت گاز محافظ (GTAW) وجریان مستقیم با الکترود منفی (DCEN) به یکدیگر متصل شدند. اتصال جوش‌ها به‌صورت لب‌به‌لب (Butt joint) انجام شد. گاز محافظ آرگون با خلوص ۹۹/۹۹ درصد استفاده شد. الکترود جوشکاری از نوع الکترود تنگستن حاوی ۲ درصد توریم به قطر ۲/٤ mm بود. برای جوشکاری نمونه‌های غیرهم‌جنس از جریان ۱۸۵ آمپر با دبی گاز محافظ ۱۲ لیتر بر دقیقه، نازل سرامیکی به قطر ٦ mm و فلزهای پرکنندۀ مس ERCu و مونل ERNiCu-7 به قطر ۳/۲ mm استفاده شد. عملیات جوشکاری در دو پاس (یک پاس در بالا و پاس دیگر در پشت ورق‌ها) همراه با فاصله ۲ mm بین دو ورق با یک جوشکار ماهر انجام شد. برای جوشکاری نمونه‌های هم‌جنس از گاز محافظ ۱۰ لیتر بر دقیقه و از جریان ۱٤۰ آمپر استفاده شد. شرایط جوشکاری نمونه‌ها در جدول (۲) ذکر شده است.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فلزهای پایه و پرکننده (درصد وزنی)

ماده اولیه	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	Cu	Fe
فولاد زنگ‌نزن ۳۱٦	۰/۰۷	۱/٤٦	۰/۳۲۲	۰/۰۵۲	۰/۰۰۹	۱۸/۲	۱۱/۵	۲/۰۱	–	–	–	باقیمانده
فلز پرکننده ۳۱٦L	۰/۰۲٤	۱/٤٦	۰/۲۸٤	۰/۰٤۱	۰/۰۰۹	۱۸/۵۱	۱۱/۸٦	۱/۸۹	–	–	–	باقیمانده
فلز پرکننده ERNiCu-7	۰/۱۵	٤/۰	۱/۵	۰/۰۲	۰/۰۱۵	–	باقیمانده	–	۰/۷۵	۱/۰	۲۵/۰٦	۲/۵
فلز پرکننده ERCu	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	۹۹/۹۹	–
ورق مسی	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	۹۹/۹۹	–

جدول ۲ شرایط جوشکاری نمونه‌های هم‌جنس و غیرهم‌جنس

جوش	فلز پرکننده	جریان (آمپر)	ولتاژ (ولت)	سرعت جوشکاری (میلی‌متر بر ثانیه)
هم‌جنس	ER316L	۱٤۰	۲٤	۳
غیرهم‌جنس	ERCu	۱۸۵	۳۰	۱/۳
غیرهم‌جنس	ERNiCu-7	۱۸۵	۳۰	۱/۳

نمونه‌های متالوگرافی با دستگاه برش مجهز به آب صابون در جهت عمود بر خط جوش برش خوردند. بعد از برش، نمونه‌های متالوگرافی تحت عملیات سنباده‌زنی با سنباده‌های شماره ٦٠ تا ٣٠٠٠ قرار گرفتند. پولیش نمونه‌ها با خمیر الماسه ٠/٥ میکرون همراه با نمد مخصوص انجام شد. سپس قسمت فولادی با محلول ماربل (50cc HCl+ $10g\ CuSO_4 + 50ccH_2O$) به‌مدت ٣٠ ثانیه و قسمت مسی با محلول ٥٠ درصد اسیداستیک و ٥٠درصد اسیدنیتریک به‌مدت ١٠ ثانیه با روش غوطه‌وری اچ شدند. بررسی ریزساختار نمونه‌های هم‌جنس و غیرهم‌جنس جوشکاری‌شده با میکروسکوپ نوری مدل OLYMPUS OTICA-BX60M و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل VEGA TESCAN- LMU استفاده شد. محاسبه منحنی CCT تشکیل رسوب کاربید کروم $M_{23}C_6$ در فلز پرکنندهٔ ٣١٦L با نرم‌افزار JMatPro انجام شد. همچنین این نرم‌افزار برای محاسبه منحنی‌های تشکیل فاز سیگما در اثر قرارگرفتن ماده در دماهای مختلف استفاده شد.

نمونه‌های کشش طبق استاندارد ASTM A370 تهیه شد. این نمونه‌ها با دستگاه وایرکات در جهت عمود بر خط جوش برش خوردند (نمونه‌های کشش عرضی) و برای آزمون کشش آماده سازی شدند. آزمون کشش با دستگاه تک‌محور مدل Zuik/Roell Z100 در دمای محیط و با سرعت حرکت فک ١٠ mm/min انجام شد. نمونه‌های ضربه با برش مجهز به آب صابون برش خوردند و با روش سنباده‌زنی تا رسیدن به اندازه استاندارد طبق استاندارد ASTM E23 اصلاح شدند. فاق نمونه‌های ضربه با دستگاه وایرکات آماده‌سازی شد. آزمون ضربه در دمای محیط انجام گرفت.

برای بررسی تشکیل فاز سیگما، نمونه‌های اتصال هم‌جنس و اتصال‌های غیرهم‌جنس تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. عملیات حرارتی در دمای ٨٥٠ $^{\circ}c$ و زمان ١٤ ساعت انجام شد، سپس نمونه‌ها به‌مدت ٨ ساعت در کوره سرد شدند. برای مشاهدهٔ این فاز از محلول ١٠ گرم اسیداگزالیک با ٩٠ میلی‌لیتر آب استفاده شد. اچ‌کردن نمونه‌ها به‌صورت الکترولیتی با منبع تغذیه با ولتاژ ٣ ولت و جریان ٠/١٨ آمپر و زمان ١٠ ثانیه صورت گرفت. ارزیابی و مشاهدهٔ فاز سیگما با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و طیف‌سنجی پراش انرژی پرتوایکس (EDS) و نرم‌افزار JMatPro انجام شد.

نتایج و بحث

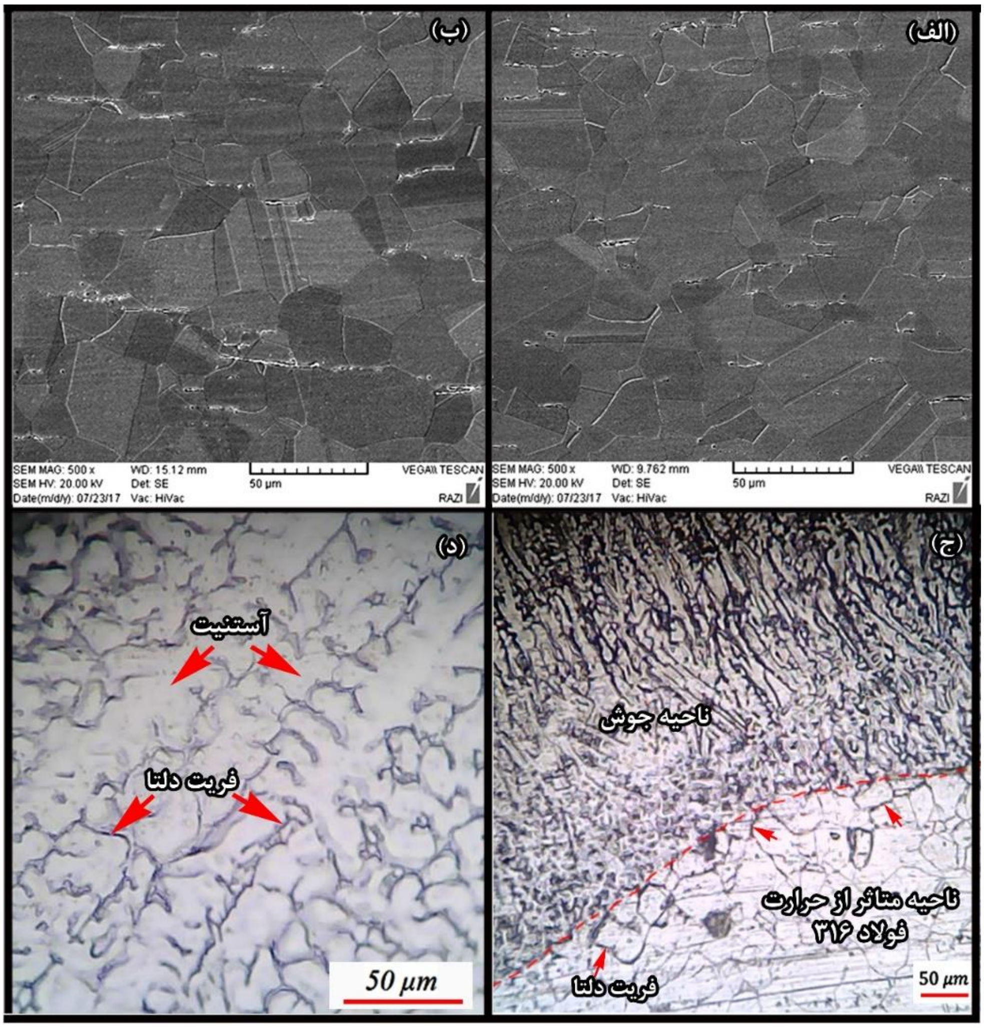
بررسی ریزساختار

شکل (١) ریزساختار فلز پایهٔ فولاد زنگ‌نزن ٣١٦ و نواحی مختلف اتصال هم‌جنس (فولاد ٣١٦ به فولاد ٣١٦) با جریان ١٤٠ آمپر و فلز پرکنندهٔ ٣١٦L را نشان می‌دهد. در شکل (١ – الف) ریزساختار فلز پایهٔ فولادی دیده می‌شود که حاوی دانه‌های هم‌محور آستنیتی است. میانگین اندازهٔ دانه در فلز پایهٔ فولادی در حدود ٢٣ µm است. شکل (١– ب) ناحیه HAZ فولاد ٣١٦ را نشان می‌دهد که دانه‌های آستنیت در آن اندکی بزرگ‌تر شده‌اند و اندازهٔ دانه در حدود ٢٦ µm شده است. یکی از پدیده‌های مختلف که در HAZ فولادهای آستنیتی می‌تواند اتفاق بیفتد، رشد دانه‌هاست. رشد دانه و نرم‌شدن HAZ وقتی که فلز پایه با کارسرد مستحکم شده است بسیار اهمیت دارد ولی در فولادهای زنگ‌نزنی که در شرایط آنیل یا نورد گرم‌شده قرار دارند، رشد دانهٔ بسیار شدیدی اتفاق نمی‌افتد مگر اینکه حرارت ورودی بسیار زیاد باشد [18].

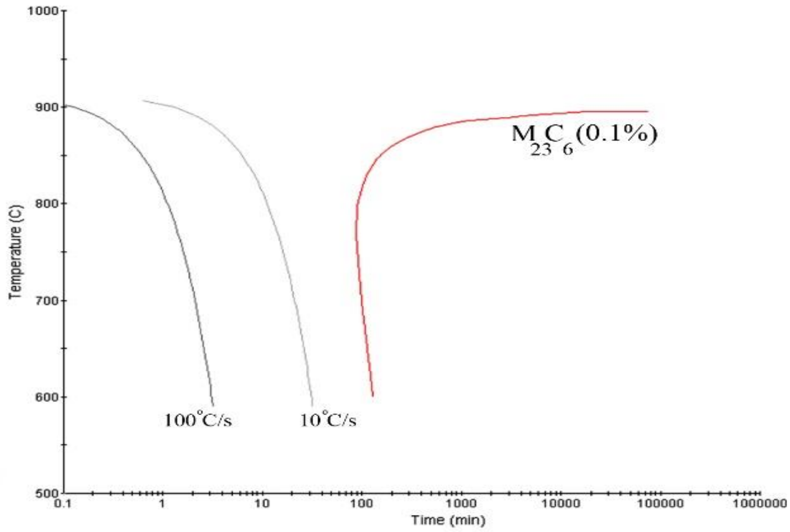
پدیدهٔ دیگری که در HAZ فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی رخ می‌دهد، تشکیل فریت دلتاست. همان‌طور که در شکل (١–ج) دیده می‌شود، در مرزدانه‌های آستنیت در HAZ، فاز فریت تشکیل شده است. این نواحی بسیار نزدیک به ناحیهٔ جوش بوده و دماهای بالایی را در حین جوشکاری تحمل کرده‌اند. در برخی از فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی که دارای نسبت کروم به نیکل معادل بالاتری هستند، در اثر گرم‌شدن در دماهای نزدیک به نقطهٔ ذوب، فاز فریت تشکیل می‌شود. فریت معمولا در امتداد مرزدانه‌ها تشکیل می‌شود. تشکیل فریت در مرزدانه‌ها رشد دانه‌های آستنیت در HAZ را محدود می‌کند و همچنین حساسیت به ترک ذوب جزئی (liquation

cracking) را کاهش می‌دهد [18].

در HAZ فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی پدیده حساس‌شدن در اثر رسوب کاربیدها و نیتریدها رخ می‌دهد که ناشی از قرارگرفتن فلز در دماهای حدود $^{\circ}c$ ۸۰۰-۵۰۰ است. تشکیل این رسوبات در مرزدانه‌ها باعث تخلیه نواحی اطراف مرزدانه‌ها از عنصر کروم می‌شود. کمبود عنصر کروم، نواحی اطراف مرزدانه‌ها را مستعد خوردگی بیشتر می‌کند. هرچه درصد کربن در فولاد بیشتر باشد تشکیل کاربید کروم راحت‌تر بوده و در محدوده دماهای گسترده‌تری صورت می‌گیرد. اگرچه این رسوبات ممکن است در متالوگرافی ظاهر نشوند ولی احتمالا در HAZ برخی فولادهای آستنیتی حضور دارند. شکل (۲) منحنی CCT تشکیل رسوب کاربید کروم $M_{23}C_6$ در فلز پرکنندهٔ تحقیق حاضر را که با نرم‌افزار JMatPro محاسبه شده است، نشان می‌دهد. باتوجه‌به ترکیب شیمیایی و حضور ۰/۰۲۴ درصد کربن در فلز پرکنندهٔ 316L در این تحقیق، احتمال تشکیل کاربیدهای کروم در مرزدانه‌های آستنیت در HAZ در حین سردشدن پس از جوشکاری بسیار کم است.



شکل ۱ تصویر ریزساختار فلز پایه فولاد ۳۱۶ و نواحی مختلف اتصال هم‌جنس فولاد ۳۱۶: (الف) فلز پایه، (ب) ناحیه HAZ، (ج) فصل مشترک جوش و HAZ و (د) جوش



شکل ۲ منحنی CCT تشکیل کاربید کروم برای فلز پرکنندۀ فولاد ۳۱٦L تحقیق حاضر

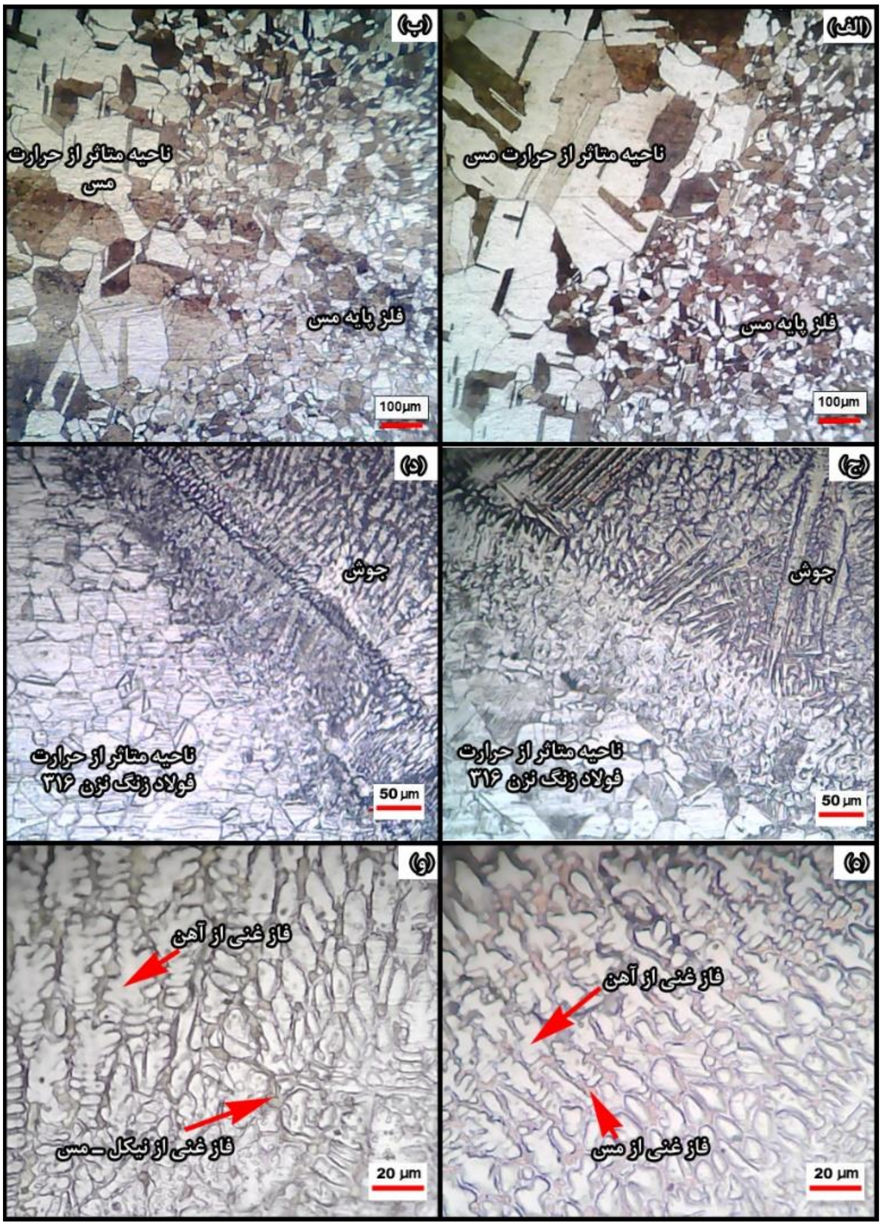
در شکل (۱-ج) در ابتدای حوضچه جوش رشد هم‌بافته (Epitaxial) مشاهده می‌شود. در رشد هم‌بافته، دانه‌های جدید روی دانه‌های موجود (ذوب‌نشده) فلز پایه تشکیل می‌شوند و رشد می‌کنند، به همین دلیل جهت‌گیری آن‌ها لزوما در جهت شیب حرارتی بیشتر نیست. ولی در ادامه، دندریت‌ها و سلول‌ها در جهت شیب حرارتی بیشتر که انتقال حرارت در امتداد آن بیشتر است، رشد خواهند کرد. در بین دندریت‌های فاز آستنیت، مقداری فاز فریت دلتا وجود دارد که در مراحل اولیه انجماد تشکیل می‌شود.

شکل (۱-د) ناحیۀ جوش هم‌جنس فولاد ۳۱٦ را نشان می‌دهد. در این تصویر فلز جوش دارای فاز آستنیتی همراه با مقداری فریت دلتاست که به این ساختار، مورفولوژی اسکلتی می‌گویند. این ساختار در اثر ذوب‌شدن فولاد ۳۱٦ در جوشکاری و انجماد پس از آن حاصل می‌شود که در برخی دیگر از فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی نیز که دارای انجماد نوع FA هستند (اول فریت و سپس آستنیت منجمد می‌شود) مشاهده می‌شود [18].

نواحی مختلف جوش‌های غیرهم‌جنس فولاد ۳۱٦ به مس با دو نوع فلز پرکننده در شکل (۳) نشان داده شده‌اند. اتصال غیرهم‌جنس از یک طرف فلز پایۀ فولاد ۳۱٦ و از طرف دیگر فلز پایۀ مس را در بر می‌گیرد. تصاویر فصل مشترک فلز پایه و HAZ مس جوشکاری‌شده با فلز پرکنندۀ ERCu و ERNiCu-7 به‌ترتیب در شکل‌های (۳-الف و ب) دیده می‌شود. همان‌طور که مشاهده می‌شود هر دو ناحیه حاوی دانه‌های هم‌محور مس و دوقلویی‌هایی آنیل هستند، ولی اندازۀ دانه در ناحیۀ HAZ به‌طور چشمگیری افزایش یافته است. اندازۀ دانۀ فلز پایۀ مس در حدود ۲۵ μm و در HAZ مس در حدود ۱۷۰ μm است. رشد دانه در HAZ مس به‌دلیل تک‌فازبودن این فلز است. لازم به ذکر است که وجود ذرات فاز ثانویه می‌تواند از رشد دانه‌ها جلوگیری کند و نبود چنین ذراتی در فلز پایۀ مس باعث رشد سریع دانه‌ها در اثر حرارت ورودی در HAZ مس می‌شود.

شکل (۳-ج و د) به‌ترتیب ریزساختار فصل مشترک HAZ فولاد ۳۱٦ با حوضچه جوش ایجادشده با فلزهای پرکنندۀ ERCu و ERNiCu-7 را نشان می‌دهد. در HAZ فولاد ۳۱٦ رشد دانۀ بیشتری نسبت به جوش هم‌جنس فولاد اتفاق می‌افتد که این رشد بیشتر دانه به‌دلیل جریان بیشتر جوشکاری استفاده‌شده در اتصال غیرهم‌جنس مس به فولاد و همچنین پیش‌گرم‌شدن مس قبل از جوشکاری است. اندازۀ دانه در HAZ فولاد به حدود ۳۰μm می‌رسد. همچنین به‌دلیل جریان جوشکاری بیشتر، احتمال تشکیل کاربیدهای کروم در HAZ فولاد ۳۱٦ بیشتر خواهد بود. همچنین در HAZ

فولادهای زنگ‌نزن و آلیاژهای آهنی در صورت وجود مس، نفوذ مس در مرزدانه‌های آستنیت رخ می‌دهد که می‌تواند به ترک ناشی از آلودگی مس منجر شود. مس مایع مرزدانه‌های آستنیت را تر و در بین آن‌ها رخنه می‌کند [3,12,18] ولی در این تحقیق اثری از نفوذ مس در مرزدانه‌های HAZ فولاد ۳۱٦ مشاهده نشد. همان‌طور که در شکل دیده می‌شود، در ابتدای حوضچه جوش، رشد هم‌بافته رخ می‌دهد و سپس دندریت‌ها و سلول‌های فولادی که عمدتا در راستای انتقال حرارت بیشتر جهت‌گیری کرده‌اند شروع به رشد می‌کنند. در میان دندریت‌ها و سلول‌ها، فاز غنی از مس یا غنی از نیکل‌مس وجود دارد.

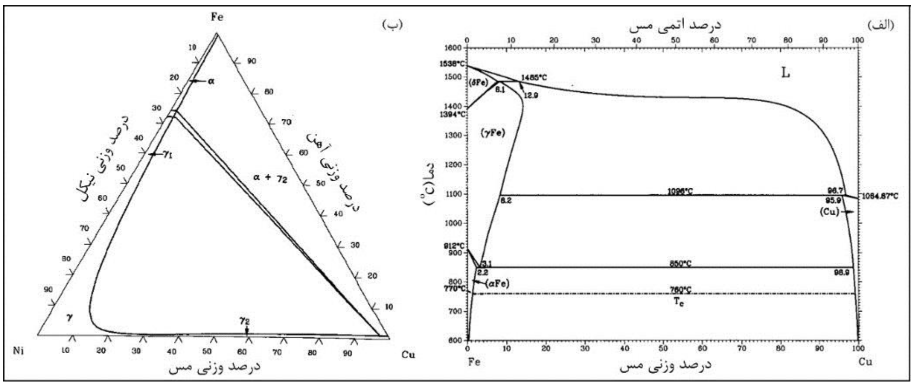


شکل ۳ ریزساختار نواحی مختلف جوش‌های غیرهم‌جنس: فصل مشترک HAZ مس و فلز پایهٔ مس در جوش با فلز پرکنندهٔ ERCu (الف) و ERNiCu-7 (ب)؛ فصل مشترک HAZ فولاد و فلز جوش با فلز پرکنندهٔ ERCu (ج) و ERNiCu-7 (د)؛ ناحیهٔ میانی حوضچهٔ جوش با فلز پرکنندهٔ ERCu (ه) و ERNiCu-7 (و)

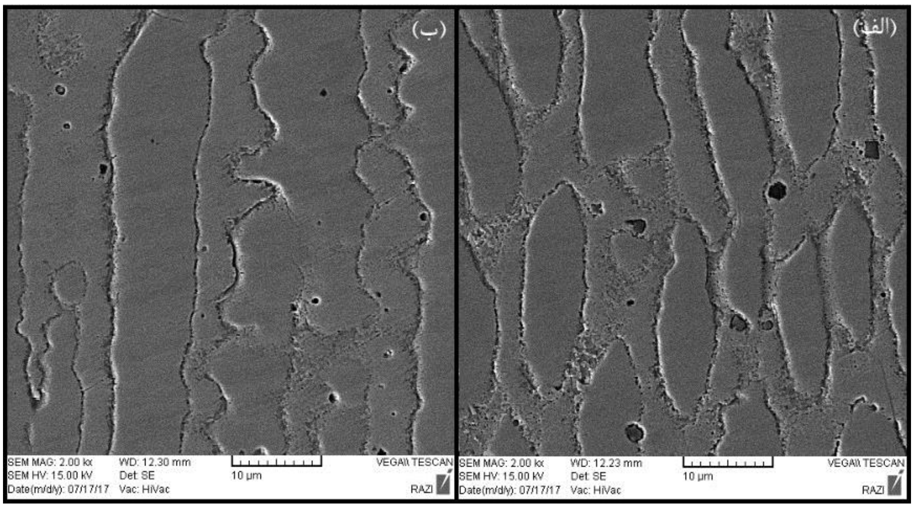
شکل (۳-ه) ریزساختار ناحیهٔ جوش غیرهم‌جنس با فلز پرکنندهٔ ERCu در سمت نمونهٔ فولادی را نشان می‌دهد که دارای فاز آستنیت حاوی آهن، نیکل و کروم همراه با فاز مسی در بین سلول‌ها و دندریت‌های فولادی است که ساختار غیرهمگنی را به وجود می‌آورد. دیاگرام دوتایی آهن‌مس در شکل (٤-الف) نشان داده شده است. آهن و مس در حالت مذاب حلالیت کامل در هم دارند ولی همان‌طور که مشاهده می‌شود، در حالت جامد حلالیت کمی در یکدیگر دارند و در حین انجماد و پس از آن، جدایش رخ می‌دهد و دو فاز کاملا مجزا از یکدیگر تشکیل می‌شود. مس در آهن δ حدود ٦/٥درصد، در آهن γ در حدود ۸ درصد و در آهن α در دمای ۸۵۰ °c حدود ۱/٤ درصد حل می‌شود [5] ولی با کاهش دما حلالیت مس در آهن و همچنین حلالیت آهن در مس بسیار جزئی است. از آنجایی که جوشکاری یک فرایند تعادلی نیست و سردشدن پس از جوشکاری به‌سرعت اتفاق می‌افتد، در ساختار جوش‌های ایجادشده، مخلوطی از دو فاز غیرتعادلی محلول جامد آهن و نیکل در مس و مس در فولاد زنگ‌نزن آستنیتی وجود خواهد داشت.

شکل (۳-و) ریزساختار ناحیهٔ جوش غیرهم‌جنس با فلز پرکنندهٔ ERNiCu-7 را نشان می‌دهد که دارای فاز غنی از نیکل‌مس و فاز غنی از آهن‌نیکل‌کروم است. ساختار تقریبا مشابه جوش غیرهم‌جنس با فلز پرکنندهٔ ERCu است، با این تفاوت که به‌جای فاز مسی، در اینجا فاز نیکل‌مس وجود دارد. به‌دلیل تفاوت در خواص، اچ‌کردن این ناحیهٔ غیرهمگن دشوار است. مطابق دیاگرام فازی سه‌تایی آهن‌مس‌نیکل در دمای محیط (شکل (٤-ب)) [15]، مس و نیکل به‌طور کامل در یکدیگر حل می‌شوند ولی محلول جامد آهن‌نیکل در مس حل نمی‌شود. بنابراین ساختار نهایی جوش‌ها شامل دو فاز مجزای محلول جامد آهن حاوی نیکل و کروم و محلول جامد عمدتا متشکل از نیکل‌مس خواهد بود؛ اگرچه انتظار می‌رود که در مرز بین فاز غنی از مس و فاز غنی از آهن، مقداری نفوذ عناصر آلیاژی مخصوصا نیکل اتفاق بیفتد. محققان گزارش کرده‌اند که در اتصال مس به فولاد زنگ‌نزن، لایهٔ نازکی (در حد چند میکرومتر) در بین دو فلز وجود دارد که عناصر آلیاژی نفوذ می‌کنند و اتصال متالورژیکی را پدید می‌آورند [6,12].

شکل (۵) وجود تخلخل‌ها و آخال‌ها را در نمونه‌های غیرهم‌جنس نشان می‌دهد که معمولا در جوشکاری غیرهم‌جنس مس به فولاد مشاهده می‌شوند. علت به‌وجودآمدن حفرات به‌دلیل حلالیت گازهایی نظیر N_2، H_2 و H_2O در فلز مس مذاب و آزادشدن این گازها پس از انجماد مس به‌دلیل کاهش حد حلالیت آن‌هاست. دیوارهٔ این حفرات هموار است که نشان می‌دهد در اثر آزادشدن گازها تشکیل شده‌اند [6,22]. وجود تخلخل‌ها و آخال‌ها باعث افت استحکام جوش‌ها در آزمون کشش می‌شود زیرا در اطراف خود تمرکز تنش ایجاد می‌کنند و همچنین نقاطی مناسب برای تشکیل حفرات هستند. اگرچه حفرات و آخال‌ها در این تحقیق کوچک بوده‌اند و تأثیر کمی بر استحکام جوش‌ها دارند.



شکل ٤ (الف) دیاگرام فازی دوتایی آهن‌مس و (ب) مقطع هم‌دمای دیاگرام فازی سه‌تایی آهن‌مس‌نیکل در دمای ۲۰ °c [15]



شکل ۵ تخلخل‌ها و اکسیدها در جوش‌های ایجادشده با (الف) فلز پرکنندهٔ ERCu و (ب) با فلز پرکنندهٔ ERNiCu-7

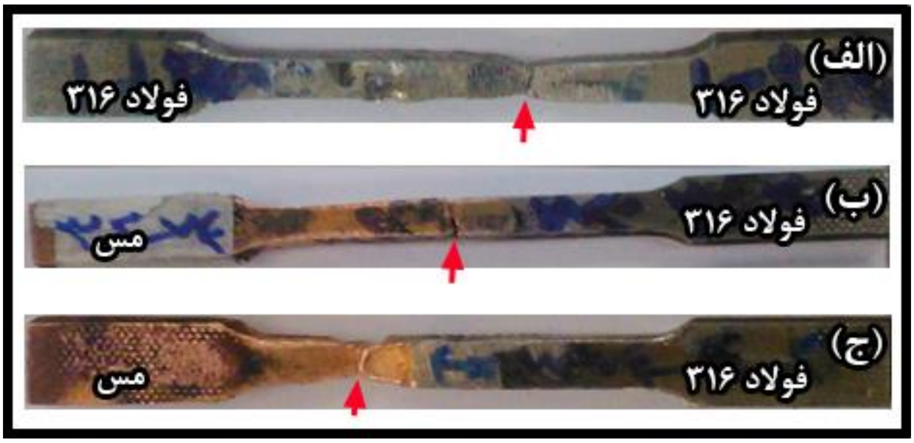
بررسی خواص مکانیکی

شکل (٦) تصویر نمونه‌های کشش عرضی را پس از آزمون کشش نشان می‌دهد. شکست اتصال هم‌جنس فولاد ۳۱٦ از ناحیهٔ فلز پایه اتفاق افتاد. این نشان‌دهندهٔ استحکام بیشتر جوش نسبت به فلز پایه است. شکست در نمونه‌های غیرهم‌جنس از ناحیهٔ فصل مشترک HAZ مس و جوش رخ داد. شکست از HAZ مس نشان می‌دهد که این ناحیه ضعیف‌ترین قسمت اتصال است. درشت‌شدن اندازهٔ دانه در ناحیهٔ متأثر از حرارت (که در شکل (۳ -الف و ب) مشاهده می‌شود)، باعث افت استحکام این ناحیه از مس شده و در نتیجه شکست نمونه‌های غیرهم‌جنس از این ناحیهٔ ضعیف اتفاق افتاده است.

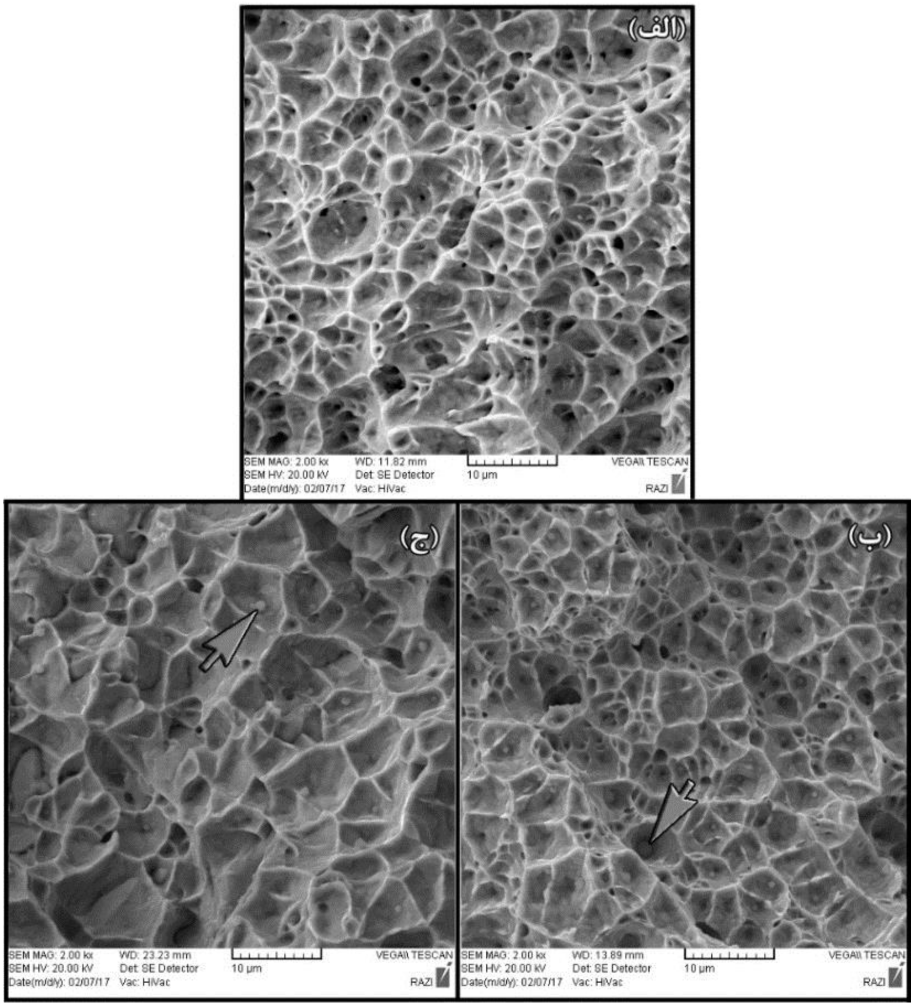
شکل (۷-الف) سطح شکست عرضی نمونهٔ هم‌جنس را نشان می‌دهد. همان‌طور که گفته شد، شکست این نمونه از محل فلز پایهٔ فولاد ۳۱٦ رخ داده است. فولاد ۳۱٦ نرم و دارای ازدیاد طول زیادی است و همان‌طور که در شکل دیده می‌شود، سطح شکست دارای دیمپل‌های هم‌محور ریز و با عمق نسبتا زیاد است. شکل (۷-ب و ج) به‌ترتیب سطوح شکست دو نمونهٔ غیرهم‌جنس جوشکاری‌شده با فلز پرکنندهٔ ERCu و ERNiCu-7 را نشان می‌دهد. هر دو نمونه از فصل مشترک HAZ مس و جوش دچار شکست شده‌اند. سطوح شکست نشان‌داده‌شده متشکل از دیمپل‌های هم‌محور و نسبتا عمیق است. در انتهای برخی از دیمپل‌ها آخال‌هایی وجود دارد که با فلش نشان داده شده‌اند. این آخال‌ها که از نوع Cu_2O گزارش شده‌اند [6] محل‌هایی برای جوانه‌زنی حفرات و درنهایت شکست نمونه‌های کشش هستند.

نتایج استحکام کششی و انرژی ضربهٔ فلزهای پایه و نمونه‌های کشش عرضی تهیه‌شده از جوش‌ها در جدول (۳) ارائه شده است. استحکام کششی فلز پایهٔ فولاد ۳۱٦ و مس به‌ترتیب ۵۷۰ و ۲۲۰ مگاپاسگال است. اتصال هم‌جنس دارای استحکامی بیشتر از فلز پایهٔ فولاد ۳۱٦ است. همچنین دو اتصال غیرهم‌جنس با فلز پرکنندهٔ ERCu و ERNiCu-7 استحکام‌های اندکی بیشتر از فلز پایهٔ ضعیف‌تر (مس) دارند. همان‌طور که در جدول (۳) مشاهده می‌شود، استحکام کششی نمونهٔ غیرهم‌جنس با فلز پرکنندهٔ ERNiCu-7 بیشتر از نمونهٔ غیرهم‌جنس با فلز پرکنندهٔ ERCu است.

نتایج آزمون ضربه در جدول (۳) نشان می‌دهد که دو جوش غیرهم‌جنس چقرمگی بیش از فلز پایهٔ مس دارند. در بین نمونه‌های غیرهم‌جنس، نمونهٔ با فلز پرکنندهٔ ERNiCu-7 دارای بیشترین انرژی ضربه (چقرمگی) است که این افزایش چقرمگی به‌دلیل وجود نیکل بالا در ناحیهٔ جوش است. از آنجایی که نیکل چقرمگی بالاتری نسبت به مس دارد، وجود نیکل زیاد در فلز پرکنندهٔ باعث افزایش چقرمگی جوش شده است.



شکل ٦ نمونه‌های کشش عرضی پس از شکست: (الف) جوش هم‌جنس فولاد ۳۱٦ به فولاد ۳۱٦، (ب) جوش غیرهم‌جنس مس به فولاد ۳۱٦ با فلز پرکنندۀ ERCu و (ج) جوش غیرهم‌جنس مس به فولاد ۳۱٦ با فلز پرکنندۀ ERNiCu-7. محل‌های شکست با فلش نشان داده شده‌اند



شکل ۷ (الف) سطح شکست نمونه‌های آزمون کشش عرضی (الف) جوش هم‌جنس، (ب) جوش غیرهم‌جنس با فلز پرکنندۀ ERCu و (ج) جوش غیرهم‌جنس با فلز پرکنندۀ ERNiCu-7

جدول ۳ استحکام کششی و انرژی ضربه نمونه‌های جوشکاری‌شده و فلزهای پایه

نمونه	فلز پرکننده	انرژی ضربه (ژول)	استحکام کششی (مگاپاسکال)
فلز پایه (فولاد)	–	٦۰	۵۷۰
فلز پایه (مس)	–	۲۰	۲۲۰
اتصال هم‌جنس	ER316L	٤۸/۲	۵۹۰
اتصال غیرهم‌جنس	ERCu	٤٤	۲۲۵/٦
اتصال غیرهم‌جنس	ERNiCu-7	۵۲/٤	۲۳۳/۲

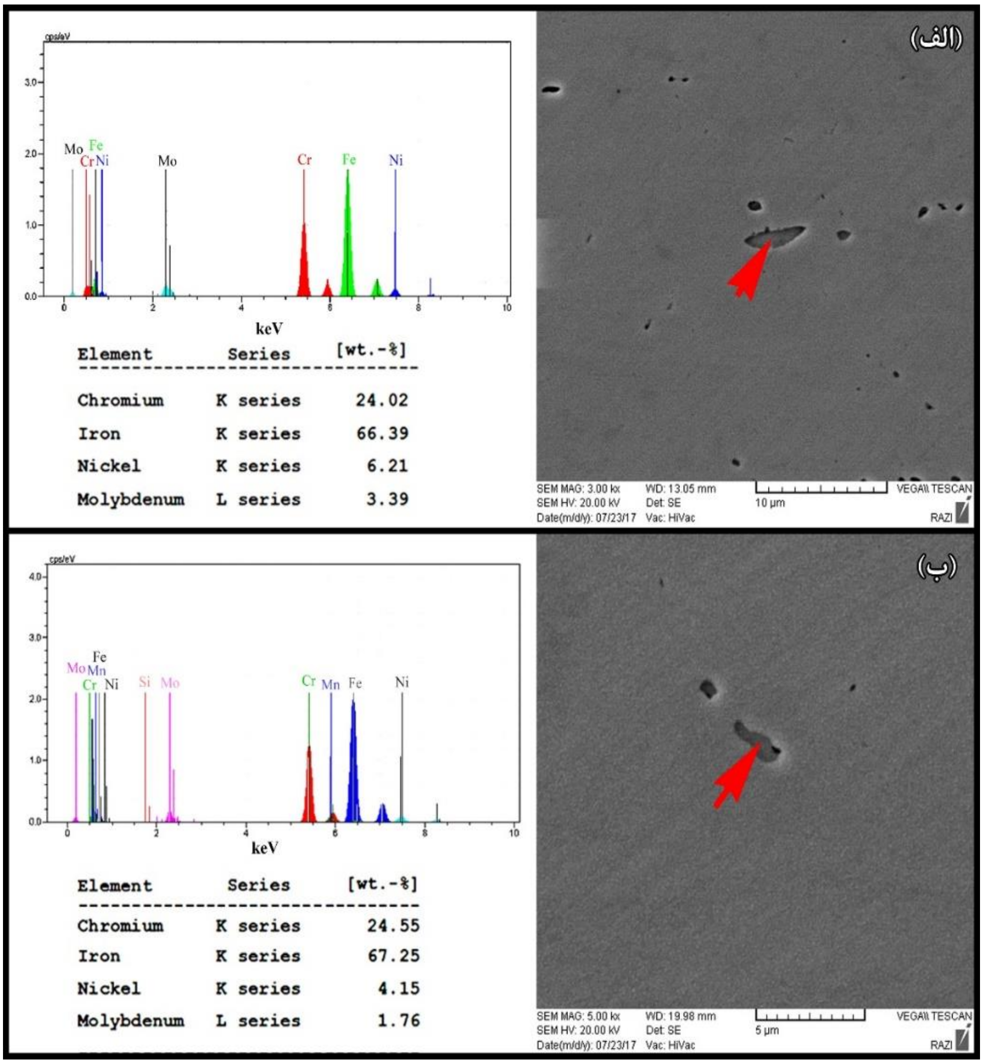
بررسی فاز سیگما

فاز سیگما، فازی مضر در فولادهای زنگ‌نزن بوده که دارای ساختار تتراگونال پیچیده‌ای است. تشکیل فاز سیگما در فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی نیاز به نگهداری فولاد زنگ‌نزن در دماهای بالا به‌مدت‌های طولانی دارد و معمولا در حین جوشکاری و عملیات حرارتی‌های معمولی اتفاق نمی‌افتد. محققان اشاره کرده‌اند که تشکیل فاز سیگما بسیار کند بوده، بنابراین عامل کنترل‌کننده است. وقتی فاز سیگما تشکیل شود، رشد آن نسبتا سریع خواهد بود. فریت و سیگما ترکیب مشابهی از نظر آهن، کروم و نیکل دارند [19]. عواملی مانند تغییر شکل پلاستیک، وجود فاز فریت دلتا و وجود برخی عناصر مانند Nb بر تشکیل فاز سیگما اثر گذاشته و آن را تسریع می‌کنند [23,24]. فاز سیگما در دماهایی حدود ٦۰۰ تا ۱۰۰۰ $^{\circ}$c تشکیل می‌شود و در بسیاری از فولادهای زنگ‌نزن از جمله گروه فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی مشاهده شده است. ترکیب شیمیایی آن بسته به نوع فولاد و وجود عناصر آلیاژی متفاوت است. در فولاد ۳۱٦ فاز سیگما با ترکیب حدود ۲۹ درصد کروم مشاهده شده است. فاز سیگما سختی را افزایش می‌دهد ولی چقرمگی و ازدیاد طول را کم می‌کند. فریت دلتا در نواحی دارای غلظت کروم بیشتر به فاز سیگما تبدیل می‌شود. اگرچه وقتی فریت دلتا وجود ندارد، این فاز می‌تواند مستقیما از آستنیت به‌وجود آید ولی نامحتمل است [17].

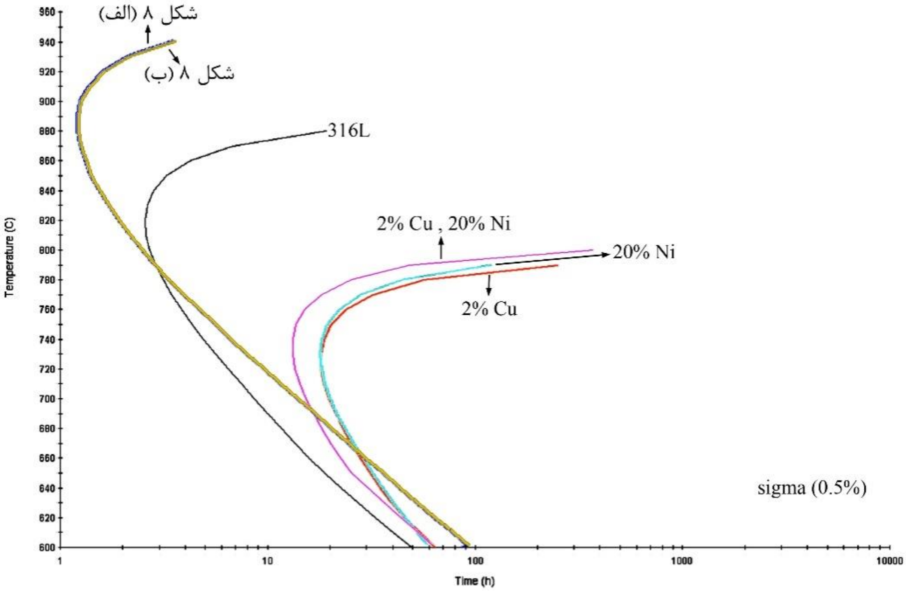
شکل (۸) تصویر از ناحیۀ جوش و HAZ در جوش هم‌جنس فولاد ۳۱٦ پس از قرارگرفتن در دمای بالا را نشان می‌دهد. همچنین نتایج EDS از نواحی نشان‌داده‌شده، در سمت چپ تصویر نشان داده شده است. باتوجه‌به استفاده از اسیداگزالیک که برای تشخیص فاز سیگما به‌کار برده می‌شود [25] رسوباتی در شکل دیده می‌شود که می‌توان آن‌ها را به فاز سیگما نسبت داد. به‌نظر می‌رسد که فاز سیگما در نواحی جوش و HAZ بیش از فلز پایۀ ۳۱٦ وجود دارد که این موضوع را می‌توان به‌دلیل وجود بیشتر فریت دلتا در نواحی مذکور دانست. نتایج EDS افزایش غلظت کروم به بیش از حدود ۲٤ درصد و کاهش نیکل به زیر حدود ٦ درصد را در این نواحی نشان می‌دهد که می‌تواند تأییدی بر تشکیل فاز سیگما در این نواحی باشد، زیرا نفوذ و افزایش غلظت کروم و کاهش عناصر آستنیت‌زا برای تشکیل فاز سیگما ضروری است. برخلاف جوش هم‌جنس، اثری از فاز سیگما در جوش‌های غیرهم‌جنس پس از عملیات حرارتی مشاهده نشد. نتایج EDS از نواحی مختلف جوش‌های غیرهم‌جنس، غلظت کروم بالاتر از ۲۰ درصد را نشان نداد که می‌تواند دلیلی بر عدم تشکیل فاز سیگما در اثر عملیات حرارتی مذکور باشد.

در شکل (۹) منحنی TTT برای تشکیل ۰/۵ درصد فاز سیگما برای فلز پرکنندۀ ۳۱٦L محاسبه‌شده با نرم‌افزار JMatPro نشان داده شده است. طبق منحنی مذکور در اثر عملیات حرارتی جوش هم‌جنس انجام‌شده با فلز پرکنندۀ ۳۱٦L در دمای ۸۵۰ $^{\circ}$c و زمان ١٤ ساعت فاز سیگما تشکیل خواهد شد. علاوه بر این وجود فریت دلتا و تمرکز برخی عناصر فریت‌زا در درون آن باعث می‌شود که فاز سیگما در محدوده دمایی گسترده‌تر و زمان‌های کوتاه‌تری تشکیل شود. شکل (۸) وجود عنصر فریت‌زای کروم بیشتر از مقدار

میانگین را در جوش و HAZ جوش‌های هم‌جنس نشان می‌دهد که اثر آن بر منحنی‌های تشکیل فاز سیگما در شکل (۹) مشاهده می‌شود. همان‌طور که انتظار می‌رود، افزایش مقدار کروم، تشکیل فاز سیگما را در محدوده دماهای گسترده‌تر و بالاتر و زمان‌های کمتر تسهیل می‌کند. در بررسی‌های ریزساختاری جوش‌های غیرهم‌جنس که با فلزات پرکنندهٔ مس و مونل جوشکاری شده بودند، اثری از فاز سیگما در جوش‌ها حتی پس از عملیات حرارتی مشاهده نشد. دلیل این موضوع را می‌توان به وجود مقدار نیکل بیشتر در جوش‌های انجام‌شده با فلز پرکنندهٔ مونل نسبت داد. طبق نتایج محاسبات با نرم‌افزار JMatPro افزایش نیکل در ترکیب شیمیایی فولاد ۳۱٦L باعث می‌شود منحنی‌های تشکیل فاز سیگما به نواحی کمتر از دمای حدود ۸۰۰ $^{\circ}c$ محدود شود و زمان تشکیل آن نیز بسیار طولانی‌تر شود. وجود مس در فلز پرکنندهٔ مسی نیز اثری مشابه روی منحنی تشکیل فاز سیگما دارد. همچنین محققان گزارش کرده‌اند که وجود ذرات مس باعث قفل‌کردن مرزدانه‌های فصل مشترک فاز سیگما و فاز گاما و سبب تشکیل‌نشدن این فاز در فولاد زنگ‌نزن دوفازی شده است [26].



شکل ۸ فاز سیگما در نواحی مختلف جوش هم‌جنس فولاد ۳۱٦ (الف) در HAZ و (ب) در ناحیهٔ میانی جوش



شکل ۹ منحنی‌های TTT برای تشکیل فاز سیگما در مقادیر مختلف ترکیب شیمیایی

نتیجه‌گیری

جو شکاری هم‌جنس فولاد ۳۱٦ و جو شکاری غیرهم‌جنس فولاد ۳۱٦ به مس با دو نوع فلز پرکنندهٔ با موفقیت انجام و نتایج زیر حاصل شد:

۱. ریزساختار جوش هم‌جنس فولاد ۳۱٦ حاوی آستنیت است. ریزساختار جوش غیرهم‌جنس فولاد ۳۱٦ به مس متصل‌شده با فلزهای پرکنندهٔ ERCu و ERNiCu-7 به‌ترتیب شامل ذرات کروی مس در فولاد و آلیاژ نیکل‌مس در فولاد است. مس در آهن و آهن در مس در حالت جامد در یکدیگر حل نمی‌شوند و ساختار جوش‌ها پس از انجماد، کامپوزیتی غیرهمگن از آلیاژ مس و آلیاژ فولادی است.

۲. استحکام کششی نمونه‌های غیرهم‌جنس با فلزهای پرکنندهٔ ERNiCu-7 و ERCu به‌ترتیب ۲۳۳/۲ و ۲۲۵/٦ مگاپاسکال است که ٦ و ۲/۵ درصد بیشتر از فلز پایهٔ ضعیف‌تر (مس) است. سطوح شکست تمام نمونه‌ها از نوع نرم و حاوی دیمپل‌های هم‌محور و نسبتا عمیق است.

۳. از نظر چقرمگی شکست در بین نمونه‌های غیرهم‌جنس، نمونهٔ با فلز پرکنندهٔ ERNiCu-7 دارای بیشـــترین انرژی ضربه ا ست که این افزایش چقرمگی به‌دلیل وجود نیکل بالا در ناحیهٔ جوش ا ست. انرژی ضربهٔ این نمونه بسیار بیشتر از فلز پایهٔ مس است.

٤. عملیات حرارتی در دمای °c ۸۵۰ به‌مدت ١٤ساعت باعث تشکیل رسوباتی در جوش هم‌جنس می‌شود که می‌توان آن را به فاز سیگما نسبت داد. اما وجود مس و نیکل به‌عنوان عناصر آستنیت‌زا باعث جلوگیری از تشکیل فاز سیگما در جوش‌های غیرهم‌جنس فولاد به مس حتی پس از نگهداری طولانی در دمای بالا شده است.

مراجع

۱. معینیان، م.، "کلیدجوشکاری"، انتشارات آزاده، (۱۳۹۱).

۲. خسروانی‌نژاد، ا.ح.، شمعانیان، م.، رضائیان، ا.، عطاپور، م.، "بررسی خواص مکانیکی اتصال غیرمشابه فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۱٦ AISI به فولاد کم‌کربن St ۳۷ با استفاده از جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی"، مواد پیشرفته در مهندسی مواد، سال ۳٤، شماره ۲، (۱۳۹٤).

3. Kearns, W. H., (Editor), "Welding Handbook, Metals and Their Weldability ", American Welding Society Inc., Miami, Vol. 4. pp. 514-521 (1997).

٤. خسروانی نژاد، ا.ح.، شمعانیان، م.، رضائیان، ا.، عطاپور، م.، "تحولات ریزساختاری درطی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI316 به فولاد کم‌کربن St37"، مهندسی متالورژی و مواد، سال بیست‌وهفتم (۲)، (۱۳۹۵).

5. Kuryntsev, S. V., Morushkin, A. E., and Gilmutdinov, A. Kh., "Fiber laser welding of austenitic steel and commercially pure copper butt joint", *Optics and Lasers in Engineering*, Vol.90, pp. 101–9, (2017).

6. Cheng, Z., Huang, J., Ye, Z., Chen, Y., Yang and J., Chen, S., "Microstructures and mechanical properties of copper-stainless steel butt welded joints by MIG-TIG double-sided arc welding", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 265, pp. 87–98, (2019).

7. Wang, Y., Li, X., Wang, X., and Yan, H., "Fabrication of a thick copper-stainless steel clad plate for nuclear fusion equipment by explosive welding. *Fusion Engineering and Design*", Vol.137, pp. 91–96, (2018).

۸. خانزاده قره شیران، م.ر.، بختیاری، ح. و محمدجوادی، م.، "تأثیر فاصله توقف و ضخامت ماده منفجره بر خواص اتصال انفجاری مس – فولاد زنگ‌نزن ۳۰٤"، مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳٦، شماره ۳، (۱۳۹٦).

9. Mannucci, A., Tomashchuk, I., Vignal, V., Sallamand, P., and Duband, M., "Parametric study of laser welding of copper to austenitic stainless steel", *Procedia CIRP*, Vol. 74, pp. 450-455, (2017).

10. Tat, D., Pasang, T., and Ramezani, M., "Gas tungsten arc welding of copper and mild steel", *Journal of Engineering and Technology*, Vol.5, pp. 12-17, (2015).

11. Velu, M., and Bhat, S., "Metallurgical and mechanical examinations of steel–copper joints arc welded using bronze and nickel-base superalloy filler materials", *Materials & Design*, Vol. 47, pp. 793–809, (2013).

12. Magnabosco, I., Ferro, P., Bonollo, F., and Arnberg, L., "An investigation of fusion zone microstructures in electron beam welding of copper–stainless steel", *Materials Science and Engineering A.*, Vol. 424, pp. 163-73, (2006).

13. Satoru Asai, M., Tsuyoshi Ogawa, M., Yoshiki Ishizaki, M., Toshiyuki Minemura, M., Hideyuki Minami, M., Satoshi, M., and Iyazaki, M., "Application of Plasma MIG Hybrid Welding to Dissimilar Joints Between Copper and Steel", *Welding in the World*, Vol. 56, pp. 37-42, (2013).

14. Shokri, V., Sadeghi, A., and Sadeghi, M.H., "Effect of friction stir welding parameters on microstructure and mechanical properties of DSS–Cu joints", *Materials Science & Engineering A.*, Vol. 693, pp. 111-120, (2017).

15. Baker, H., (Editor), "ASM Handbook: Alloy Phase Diagrams", ASM International, Ohio, (1992).

16. Shiri, S.G., Nazarzadeh, M., Shariftabar, M., and Afarani, M. S., "Gas tungsten arc welding of CP-copper to 304 stainless steel using different filler materials", *Trans Nonferrous Metal Society of China*, Vol. 22, pp. 2937-2942, (2012).

17. Hsieh, C. C., and Wu, W., "Overview of Intermetallic Sigma Phase Precipitation in Stainless Steels", *ISRN Metallurgy*, Vol. 2012, (2012).

18. Lippold, J. C., and Kotecki, D., "Welding metallurgy and weldability of stainless steels", John Wiley & Sons, Hoboken, (2014).

19. Vitek, J. M., and David, S., "The sigma phase transformation in austenitic stainless steels", *welding research*

supplement, April 1986, pp. 106s-111s, (1986).

20. Lee, C., Lee, Y., Lee, C., and Hong, S., "Precipitation behavior of the sigma phase with Ni and Mn content variations in superaustenitic stainless steel weld metal", *Materials Characterization*, Vol. 144, pp. 148-154, (2018).
21. Sieurin, H., and Sandström, R., "Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 444, pp. 271-276, (2007).
22. Lin, J. W., Chang. H. C., and Wu, M. H., "Comparison of mechanical properties of pure copper welded using friction stir welding and tungsten inert gas welding", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 304, pp.296-304, (2014).
23. Zhou, Q., Wang, R., Zheng, Z., and Gao, Y., "Interpretation for the fast sigma phase precipitation in the high intensity shot peened nanocrystallined Super 304H stainless steel", *Applied Surface Science*, Vol. 462, pp. 804-814, (2018).
24. Ji, Y. S., Park, J., Lee, S. Y., Kim, J. W., Lee, S. M., Nam, J., et al., "Long-term evolution of σ phase in 304H austenitic stainless steel: Experimental and computational investigation", *Materials Characterization*, Vol. 128, pp. 23-29, (2017).
25. Mills K., (editor), "ASM Metals Handbook: Metallography and Microstructures", ASM International, United States of America, (1992).
26. Smuk, O., Nenonen,P., Hanninen, H., and Liimatainen, J., "Microstructures of a Powder Metallurgy–Hot-Isostatically Pressed Super Duplex Stainless Steel Forming in Industrial Heat Treatments", *Metallurgical and Materials Transaction A*, Vol. 35A, pp. 2013-2019, (2004).